

Эти данные были получены путем соединения трех металлов по формуле. Полученные результаты показывают, что с увеличением толщины слоя порошка или эффективный КПД нагрева, скорость движения электронного луча уменьшается; когда скорость перемещения электронного луча возрастает, требуемая мощность электронного луча увеличивается. Высокая скорость движения электронного луча Ti на рисунке 2 можно объяснить совместным анализом таблицы 1 и формул, которая показывает, что Ti имеет самую высокую температуру плавления - T, теплоемкость - c и скрытую теплоту плавления - L среди трех металлов.

Из проведенной формул делаем вывод, что на скорость перемещения электронного луча влияет не только технологические параметры (толщина слоя порошка, мощность электронного луча, коэффициент поглощения электронного излучения металлом), но и физические параметры материала порошка как плотность, теплоёмкость, скрытая теплота и плавление температуры, следовательно, можно сказать, что теоретические расчеты для оптимизации параметров процесса послойного спекания металлических порошков селективным электронным излучением являются сложной многофакторной задачей.

Список литературы

1. Зенин Б.С. Электронно-лучевая обработка/ Слосман А.И., Зенин Б.С. // Современные технологии поверхностного упрочнения и нанесения покрытий: Учебное пособие.-Томск: Изд. ТПУ, 2012.-с. 86-91.
2. Аржакова В. М. Электронно-лучевая плавка тугоплавких металлов и сплавов // Атомная энергия. Том 57, вып.3.-1984
3. Шишковский И. В. Основы аддитивных технологий высокого разрешения. СПб.: Изд-во Питер, 2015, 390 с.
4. Источников тепла для сварки плавлением/ Тепловые характеристики источников тепла [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://lektsii.org/14-55859.html>

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СЛОИСТОГО МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА Ti/ZrB₂ - SiC

Е.В. ДЕГТЯРЕВА¹, Е.С.МИРОВАЯ^{1,2}, С.П. БУЯКОВА^{1,2}

¹ Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: evd13@tpu.ru

Введение. Увеличение мощности высокоэнергетических машин и механизмов зачастую сопряжено с увеличением температуры их эксплуатации. Разработка материалов, сохраняющих эксплуатационные характеристики одна из актуальных задач современного материаловедения. Высокая температура плавления керамики ставит ее в приоритетное положение в качестве материалов для высокотемпературных применений. Но для керамики кроме её положительных характеристик, отличные механические, термобарьерные свойства, существует один большой минус – имманентная хрупкость, низкая вязкость разрушения.

Одним из способов повышения вязкости разрушения, реализованным в данной работе, является формирование слоистой структуры, в таком случае трещина при распространении отклоняется, разветвляется или рассеивается на границе раздела слоёв. Кроме того, получение слоистого композита позволяет достичь объединения свойств двух материалов.

Выбор состава керамики, высокотемпературной композиции ZrB₂-SiC обусловлен способностью этого материала работать при температуре выше 1500 °С. Введение карбида кремния способствует уплотнению керамики, приводит к увеличению механических свойств,

в т.ч. вязкости разрушения, позволяет решать проблемы окисления, а также приобретает способность керамики к самозалечиванию дефектов.

Титан уже зарекомендовал себя как лёгкий металл, обладающий высокими температурой плавления, трещиностойкостью и коррозионной стойкостью.

Целью работы является разработка технологии получения слоистого композитного материала изучение его структуры и свойств.

Материалы и методики. Объектом исследования в данной работе является слоистый композиционный материал, полученный методом горячего прессования объёмных титанового и керамического слоёв при температуре 1300 °С в атмосфере аргона. Микроструктура была исследована с помощью растрового электронного микроскопа Vega Tescan 3. Элементный анализ композита был сделан с использованием безазотного ADD детектора Inca x-АСТ. Измерения твёрдости проводились на NanoIndenter G200. Модуль Юнга определялся по стандарту ISO 14577. Косой шлиф поперечного сечения полученных композитов готовился по стандартной методике приготовления микрошлифов.

Результаты и обсуждение. На рисунке 1 представлено изображение микроструктуры поперечного слоистого металлокерамического композита Ti/ZrB₂ – SiC, полученного в режиме обратнорассеянных электронов для обеспечения наилучшего фазового контраста. Видно, что структура композита получилась многослойная, без трещин на границах раздела слоёв. Согласно проведенному рентгеноспектральному микроанализу, слой №1 представлен металлическим титаном, слой № 5 керамикой ZrB₂ – SiC. Промежуточные слои № 2, 3, 4, сформированные между металлом и керамикой в процессе спекания, отличались дисперсностью, цветом и формой структурных элементов, рисунок 2. В частности, слой № 2 имел игольчатую структуру, характерную для титана, рисунок 2 (а). По мере приближения к керамической матрице, помимо игольчатых зёрен, можно наблюдать плотные включения, отличные цветом, что свидетельствует о их различном элементном составе, рисунок 2 (б). Вероятно, граница слоёв № 4 и 5 – это граница окончания жидкофазного спекания.

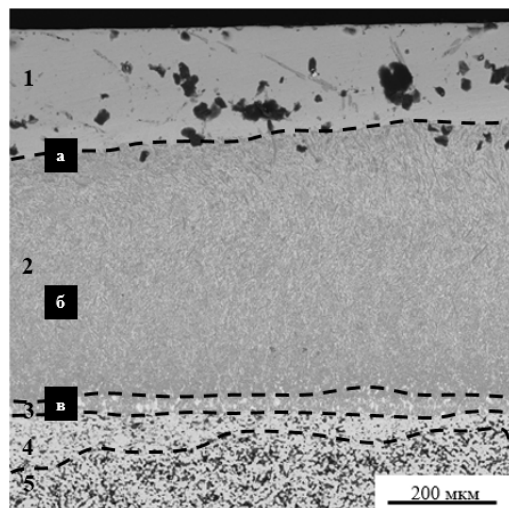


Рисунок 1 – Микроструктура композита Ti/(ZrB₂–SiC)

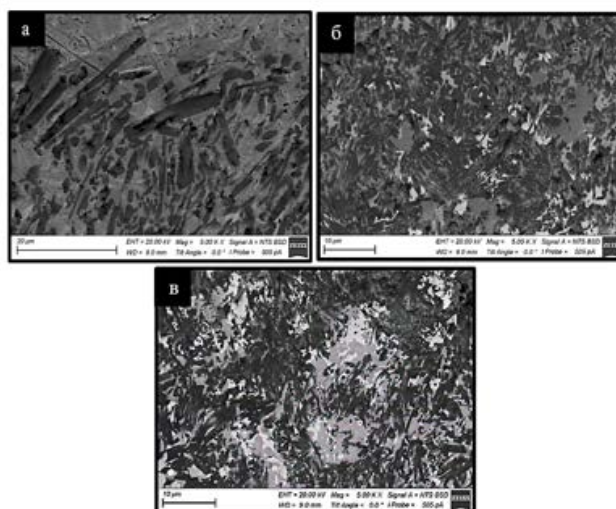


Рисунок 2 – Микроструктура слоистого композита Ti/(ZrB₂–SiC): а) граница слоев №1-2; б) слой №2; в) слой №3

Слои отличаются не только особенностями микроструктуры, но и содержанием элементов, рисунок 3. Видно, что по мере удаления от титанового слоя к керамическому слою наблюдалось изменение содержания элементов. На глубине 650 – 700 мкм от поверхности металлического слоя, соответствующей границе раздела слоёв №3 и 4,

наблюдается резкое снижения содержания титана с увеличением количества Zr и Si, что подтверждает переход в керамический слой.

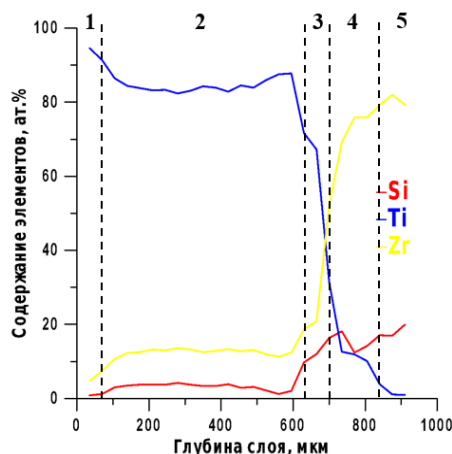


Рисунок 3 – Распределение содержания элементов по глубине в слоистом композиционном материале Ti/(ZrB₂-SiC)

Рентгеновские исследования показали, что фазовый состав слоя № 1 был представлен гексагональной модификацией титана. Переходная область со второго по четвертый слой была представлена гексагональными фазами ZrB₂, SiC, Ti и Ti₃SiC₂. Фазовый состав пятого слоя был представлен ZrB₂ и SiC.

Измерения твёрдости поперечного сечения металлокерамического композита проводили послойно путем наноиндентирования пирамидкой Берковича. Полученные значения представлены в таблице 1. Твёрдость слоёв отлична благодаря разному фазовому составу и микроструктуре. Наибольшее значение твёрдости характерно для слоя 3, характеризующейся многофазовым состоянием и наименьшими размерами структурных элементов. Кроме этого, в слое № 3 формировалась max-фаза Ti₃SiC₂, положительно влияющая на повышение твердости промежуточного слоя [Zhang H. V. et al. Current status in layered ternary carbide Ti₃SiC₂, a review. – 2009.].

Таблица 1 – Значения твёрдости и модуля упругости металлокерамического композита Ti/(ZrB₂-SiC) по слоям

№ слоя	Твёрдость, ГПа	Модуль упругости, ГПа
1	8±2,6	206±41
2	22±3	452±20
3	29±2	537±22
4	23±8	526±59
5	13±3	389±42

Заключение. В ходе работы был получен слоистый металлокерамический композит Ti/(ZrB₂-SiC), изучена его микроструктура и свойства. Исследование микроструктуры показало, что при горячем прессовании образовалась плотная, многослойная структура с плотным прилеганием слоев друг к другу. Сформированные слои отличны фазовым состоянием и микроструктурой, что оказывает влияние на их механические свойства.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер проекта FWRW-2021-0009. В работе применялось оборудование ЦКП НМНТ ТПУ, поддержанного проектом Минобрнауки России № 075-15-2021-710.